

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-179922

(43)Date of publication of application : 28.06.1994

(51)Int.Cl.

C21D 9/48

C21D 8/04

C22C 38/00

C22C 38/16

(21)Application number : 04-353408

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 12.12.1992

(72)Inventor : MIZUI NAOMITSU
ONODERA RYUJIRO

(54) PRODUCTION OF HIGH TENSILE STRENGTH STEEL SHEET FOR DEEP DRAWING

(57)Abstract:

PURPOSE: To inexpensively produce a high tensile strength steel sheet excellent in deep drawability and minimal in partial dispersion of strength with superior productivity.

CONSTITUTION: A slab of a steel which has a composition consisting of 0.0005-0.012% C, $\leq 1.5\%$ Si, 0.05-3.0% Mn, $\leq 0.15\%$ P, $\leq 0.01\%$ S, $\leq 0.1\%$ sol.Al, $\leq 0.005\%$ N, 0.5-2% Cu, 1/3Cu to 2/3Cu% Ni, 0.01-0.2% Ti, and the balance Fe with inevitable impurities or further containing 0.003-0.1% Nb and/or 0.0003-0.003% B is hot-rolled and coiled at $\leq 550^\circ$ C. After cold rolling at 65% draft, the resulting steel sheet is subjected to primary annealing by means of a continuous annealing line, to temper rolling at 0.5-5% elongation percentage, and then to secondary annealing consisting of heating and holding at 500-750° C for 5sec-2min in a continuous annealing line again or a continuous hot dip galvanizing line.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-179922

(43)公開日 平成 6 年(1994) 6 月28日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/48	E			
	J			
8/04	A	7412-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
38/16				

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全 8 頁)

(21)出願番号	特願平4-353408	(71)出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番33号
(22)出願日	平成 4 年(1992)12月12日	(72)発明者	水井 直光 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番33号 住友金属工業株式会社内
		(72)発明者	小野寺 隆二郎 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番33号 住友金属工業株式会社内
		(74)代理人	弁理士 今井 毅

(54)【発明の名称】 深絞り用高張力薄鋼板の製造法

(57)【要約】

【目的】 深絞り性に優れると共に部分的な強度バラツキの小さい高張力薄鋼板を生産性良く安価に製造できる手段を確立する。

【構成】 C : 0.0005 ~ 0.012%, Si : 1.5 % 以下, Mn : 0.05 ~ 3.0%, P : 0.15% 以下, S : 0.01% 以下, sol. Al : 0.1 % 以下, N : 0.005 % 以下, Cu : 0.5 ~ 2 %, Ni : $1/3\text{Cu} \sim 2/3\text{Cu}$ %, Ti : 0.01 ~ 0.2%, を含有するか、或いは更に Nb : 0.003 ~ 0.1 %, B : 0.0003 ~ 0.003 % の 1 種又は 2 種をも含み、残部が Fe 及び不可避免の不純物から成る鋼片を、熱間圧延して 550℃ 以下の温度域で巻取り、次いで圧下率 65% 以上で冷間圧延した後、連続焼鈍ラインで一次焼鈍してから延び率 0.5 ~ 5% の調質圧延を行い、再び連続焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインで 500 ~ 750℃ の温度域に 5 秒 ~ 2 分間加熱保持する 2 次焼鈍を施す。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合にて

C : 0.0005 ~ 0.012%, Si : 1.5 %以下, Mn : 0.05 ~ 3.0%, P : 0.15%以下, S : 0.01%以下, 酸可溶Al : 0.1 %以下, N : 0.005 %以下, Cu : 0.5 ~ 2%, Ni : $1/3\text{Cu} \sim 2/3\text{Cu}$ %, Ti : 0.01 ~ 0.2% を含み残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼片を、熱間圧延して550℃以下の温度域で巻取り、次いで圧下率65%以上で冷間圧延した後、連続焼鈍ラインで一次焼鈍してから延び率0.5 ~ 5%の調質圧延を行い、再び連続焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインで500 ~ 750℃の温度域に5秒 ~ 2分間加熱保持する2次焼鈍を施すことを特徴とする、深絞り用高張力薄鋼板の製造法。

【請求項2】 重量割合にて

C : 0.0005 ~ 0.012%, Si : 1.5 %以下, Mn : 0.05 ~ 3.0%, P : 0.15%以下, S : 0.01%以下, 酸可溶Al : 0.1 %以下, N : 0.005 %以下, Cu : 0.5 ~ 2%, Ni : $1/3\text{Cu} \sim 2/3\text{Cu}$ %, Ti : 0.01 ~ 0.2% を含有すると共に、更に Nb : 0.003 ~ 0.1 %, B : 0.0003 ~ 0.003 % の1種又は2種を含み残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼片を、熱間圧延して550℃以下の温度域で巻取り、次いで圧下率65%以上で冷間圧延した後、連続焼鈍ラインで一次焼鈍してから延び率0.5 ~ 5%の調質圧延を行い、再び連続焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインで500 ~ 750℃の温度域に5秒 ~ 2分間加熱保持する2次焼鈍を施すことを特徴とする、深絞り用高張力薄鋼板の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、プレス加工等により様々な形状に成形されて構造部材として用いられるところの、深絞り性に優れ、かつ強度のバラツキの小さい高張力薄鋼板の製造法に関するものである。

【0002】

【従来技術とその課題】製鋼段階で十分に脱炭処理してからTiを添加した“極低炭素Ti添加鋼”をベースとし、これにSi, Mn, Cr或いはPを添加して強度を上げた高張力冷延鋼板については、これまで多くの提案がなされている。例えば、特公昭57-57945号公報を参照すると上記極低炭素Ti添加鋼に多量のPを添加した冷延鋼板が開示されており、また特開昭57-47832号公報には、極低炭素Ti添加鋼に多量のMnを単独添加した冷延鋼板が開示されている。

【0003】しかし、このような高張力冷延鋼板は何れも成形加工性が十分でなく、深絞り加工を要する用途には適用できないという問題があった。つまり、上記高張力冷延鋼板では、引張強度が50kgf/mm²程度になるとr値（ランクフォード値）が1.6程度と低い値しか示さ

ず、トラブル無く深絞り加工を行うことが困難であったためである。

【0004】そこで、本発明者等は先に、極低炭素Ti添加鋼に所定量のPとMnを複合添加することで深絞り性の改善を図った深絞り用高張力冷延鋼板を提案した（特開昭63-190141号公報参照）。ところが、本発明者等の提案になる上記鋼板は引張強度を500N/mm²以上に高め得る上に比較的良好な深絞り性を確保することが可能であったが、一方で多量の合金元素を添加しなければならないためにコストが高くなるという問題があった。しかも、冷延鋼板を製造する際、中間材たる熱延板の強度も製品とほぼ同じ高いレベルになるので冷間圧延機に少なからぬ負担がかかり、鋼板の平坦度を制御するのが困難になるといった不都合も指摘された。

【0005】また、これとは別に、本発明者等は「所定量のCuを添加すると共にMn, S, Pの成分調整を行った極低炭素Ti添加鋼を冷間圧延し、次いで高温で連続焼鈍することにより、比較的良好な深絞り性を示すと共に、成形加工後熱処理を施すことにより製品強度が満足される冷延鋼板が得られる」ことを見出し、有用な「高成形性高張力鋼板の製造方法」であるとして提案済である（特開平2-156025号公報参照）。しかし、この方法で得られる鋼板は、実用上の難点として“成形後に強度向上のために施す熱処理費用がかさむ点”が問題視されるものであった。

【0006】同様にCuを添加した極低炭素鋼冷延鋼板に関するものとして、特開昭64-4429号公報には「Cuを添加した極低炭素鋼を冷間圧延した後、再結晶とCuの固溶を図るために連続焼鈍を施し、更に2次焼鈍を行って成形前にε-Cuを鋼板中に析出させることから成る深絞り用高張力鋼板の製造法」が開示されている。

【0007】しかしながら、この特開昭64-4429号公報に開示されている方法では、2次焼鈍に“箱焼鈍”を適用した場合には(a)鋼帯の長手方向に温度斑が生じると共に、ε-Cuの析出状態が鋼帯の位置によって変化し、結果として強度のバラツキが生じる。この傾向は、特に箱焼鈍温度が低い場合に生じる、(b)加熱・冷却に時間がかかるために極めて生産性が悪く、そのため製造コストが嵩む、等の問題が指摘された。

【0008】また、2次焼鈍に“連続焼鈍”を適用した場合には、短時間で時効硬化させなければならないために多量のCu添加が必要であり、そのためこれに併せて多量のNiを添加することも必要となって焼鈍後の深絞り性が劣化するのみならず、製造コストが高くなる等の問題を避け得なかった。

【0009】このようなことから、本発明が目的としたのは、深絞り性に優れると共に部分的な強度バラツキの小さい高張力薄鋼板を生産性良く安価に製造できる手段を確立することである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記目的を達成すべく鋭意研究を行ったところ、次のような知見を得ることができた。

【0011】即ち、本発明者等は前述した特開平2-156025号に係る発明の検討過程で「所定量のCuを含有させた極低炭素Ti添加鋼では熱処理に先立って付加される歪が ε -Cuの析出を著しく促進すること」を見出していたが、この現象が“2回焼鈍法による深絞り用高張力鋼板の製造法”に指摘された問題点を解消する鍵になるのではないかと考えて研究を進めた。

【0012】つまり、Cuを含有させた極低炭素Ti添加鋼の冷延板に1次、2次の焼鈍を施して改質を行う際、2次焼鈍に先立って予歪を鋼板に付加しておく、“連続焼鈍ライン”或いは“連続溶融歪鉛めつきライン”の如き生産性の良好な急速加熱・冷却設備で熱処理を行うだけで ε -Cuの均一析出がなされる筈であるとの推測の下に、鋼板の強度に及ぼす予歪の量と2次焼鈍温度の影響調査を実施した。ここで、予歪は調質圧延により付与した。

【0013】その結果、次のことが明らかとなったのである。

- a) 調質圧延の伸び率が大きいほど2次焼鈍後の引張強度は高くなる。しかし、調質圧延の伸び率が大きくなると全伸びは低下する。
- b) そして、2次焼鈍での焼鈍温度が680℃近傍で2次焼鈍後の引張強度が極大になる。
- c) 同じ強度上昇が生じる時は、「調質圧延の伸び率を小さくして高温で2次焼鈍する場合」の方が「調質圧延の伸び率を大きくして低温で2次焼鈍する場合」よりも全伸びの劣化程度が小さい。

【0014】本発明は、上記知見事項等を基に更なる検討を重ねて完成されたものであり、

「C: 0.0005～0.012% (以降、成分割合を表す%は重量%とする), Si: 1.5%以下, Mn: 0.05～3.0%, P: 0.15%以下, S: 0.01%以下, 酸可溶Al: 0.1%以下, N: 0.005%以下, Cu: 0.5～2%, Ni: 1/3Cu～2/3Cu%, Ti: 0.01～0.2%を含有するか、或いは更に

Nb: 0.003～0.1%, B: 0.0003～0.003%の1種又は2種をも含み、残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼片を、熱間圧延して550℃以下の温度域で巻取り、次いで圧下率65%以上で冷間圧延した後、連続焼鈍ラインで一次焼鈍してから伸び率0.5～5%の調質圧延を行い、再び連続焼鈍ライン又は連続溶融歪鉛めつきラインで500～750℃の温度域に5秒～2分間加熱保持する2次焼鈍を施すことによって、強度並びに深絞り性の優れた高張力薄鋼板を生産性良く安価に製造し得るようにした点」に大きな特徴を有している。

【0015】以下、本発明において、素材鋼の成分組成並びに製造条件を前記の如くに限定した理由を説明す

る。

【作用】

A) 素材鋼の成分組成

【0016】C含有量

Cは鋼中に不可避免的に随伴される成分であり、現状の製鋼技術では0.0005%未満に低下せしめることはコストが高くなり過ぎるため実際的ではない。しかし、0.012%を超えてCが含有されるとTi及びNbの必要添加量が増加するのでコスト高を招き、同時に鋼板特性の劣化を来すこととなるので、C含有量は0.0005～0.012%と定めた。

【0017】Si含有量

Siは、鋼板の強度調整のために固溶強化元素として添加される成分である。しかし、1.5%を超えてSiが含有されると本発明対象鋼のような極低炭素鋼ではオーステナイトが出現しなくなり、結晶粒径を制御することが困難となる。そのため、Si含有量の上限は1.5%と定めた。

【0018】Mn含有量

Mnは、SをMnSとして固定することにより鋼の熱間脆性を防止するために添加されると同時に、鋼板の強度調整のために固溶強化元素としても添加される成分である。特に、Pと複合添加することにより深絞り性を阻害することなく強度を高めることができる。しかし、その含有量が0.05%未満では前記効果が十分でなく、一方、3.0%を超えて含有されると深絞り性に悪影響が出てくることから、Mn含有量は0.05～3.0%と定めた。

【0019】P含有量

Pは、鋼板の強度調整のために固溶強化元素として添加される成分である。しかし、その含有量が0.15%を超えると鋼板が固くなり過ぎて延性が著しく低下することから、P含有量の上限は0.15%とした。

【0020】S含有量

Sは鋼中に不可避免的に随伴される不純物元素であり、その含有量が0.01%を超えると鋼の熱間加工性や鋼板の深絞り性に悪影響が出てくることから、S含有量の上限は0.01%と定めた。

【0021】N含有量

Nも鋼中に必然的に含有される不純物元素であり、その含有量が0.005%を超えるとAlの添加量が増大して製造コストが高くなる。従って、N含有量を0.005%以下に制限したが、好ましくは0.0030%以下とするのが良い。

【0022】酸可溶Al含有量

酸可溶Al(sol. Al)は、溶鋼を真空脱ガスした後のTi、Nb添加に先立って脱酸のために添加されるもので、痕跡程度残存していれば脱酸が終了したと見なしても良いが、一般には最終製品において0.005%以上含有されていれば十分であると判定される。しかし、0.1%を超えて含有されると鋼が硬質化し、延性が劣化することから、sol. Al含有量は0.1%以下と定めた。

【0023】Cu含有量

Cuは本発明対象鋼においては主要な成分の1つであり、2次焼鈍時に ϵ -Cuとして析出させ、鋼板の強度を上げるために添加される。しかしながら、その含有量が0.5%未満では2次焼鈍時の強度上昇が小さくて所望の強度を確保することができない。一方、Cu含有量が多くなるほど同じ製造条件下での強度上昇は大きくなるが、その効果は2%でほぼ飽和する上、2%を超えてCuを含有させると熱間圧延後に低温で鋼板を巻き取っても熱延板中に ϵ -Cuが析出するので、1次焼鈍で深絞り性に好ましい再結晶集合組織を発達させることが期待できなくなる。従って、Cu含有量は0.5~2%と定めた。

【0024】Ni含有量

Cu添加鋼では熱間加工時に特有の“表面亀甲割れ”を起こしやすいが、Ni成分はこの亀甲割れを防止するために添加される。Ni添加量はCu添加量に相応して決められるが、Niの含有量がCu含有量の $1/3$ 未満では亀甲割れを完全に防止することができず、一方、Cu含有量の $2/3$ を超えてNiを含有させると鋼板コストが高くなり過ぎる。従って、Ni含有量はCu含有量の $1/3 \sim 2/3$ と定めた。

【0025】Ti含有量

Tiは、鋼中のC、NをTiC、TiNとして固定することにより固溶C、Nの少ない状況で鋼板を1次焼鈍にて再結晶させ、良好な深絞り性を付与するために添加される。しかし、その含有量が0.01%未満では十分な深絞り性が確保できず、また0.2%を超えて含有させると、鋼板中にTiの酸化物が多くなって延性が劣化することから、Ti含有量は0.01~0.2%と定めた。ただ、Ti含有量については、好ましくは「 $Nb/93 > C/12$ 」の時には式 $Ti/48 - (N/14 + S/32) + Nb/93 \geq C/12$ を満足する範囲に、そして「 $Nb/93 \leq C/12$ 」の時には式

$Ti/48 - (N/14 + S/32) + Nb/93 \geq 0$
を満足する範囲に調整するのが良い。

【0026】Nb含有量

Nbは、鋼中のCをNbCとして固定し、かつ熱延板の結晶粒径を微細にして鋼板の深絞り性を更に改善する作用を有しているので必要により添加される。なお、NbはTi添加量との関係で最適添加量が決まるが、その含有量が0.003%未満では深絞り性改善効果が十分でなく、一方0.1%を超えて含有させると鋼板の再結晶温度が高くなり過ぎて十分な延性が得られなくなる。従って、Nb含有量については0.003~0.1%と定めたが、好ましくは「 $Ti/48 - (N/14 + S/32) > 0$ 」の時には式 $Ti/48 - (N/14 + S/32) + Nb/93 \geq C/12$ を満足する範囲に、そして「 $Ti/48 - (N/14 + S/32) \leq 0$ 」の時には式

$Nb/93 \geq C/12$

を満足する範囲に調整するのが良い。

【0027】B含有量

本発明は所謂“極低C-I F鋼板”の製造をも対象とす

るものであるが、この極低C-I F鋼板を深絞り用途に適用すると、深絞り加工後に低温での靱性が殆ど認められなくなる“2次加工脆性”と呼ばれる現象が起きる。これは、鋼板中に固溶C、Nが無くなって粒界強度が低下することに起因するものである。Bは粒界偏析性の強い元素であって、鋼の粒界に偏析して粒界を強化する作用を有しているため、上記2次加工脆性を抑制するため必要に応じて添加される。しかし、その含有量が0.0003%未満では2次加工脆性を十分に抑制することができず、一方、0.0030%を超えて含有させてもその効果が飽和するばかりか、鋼板の深絞り性を低下させるようになることから、B含有量は0.0003~0.0030%と定めた。

【0028】B) 製造条件

熱延巻取り温度

熱間圧延の終了後に高い温度で鋼帯を巻き取ると巻取り後の徐冷過程で ϵ -Cuが析出し、その後の1次再結晶焼鈍時に“深絞り性を高める再結晶方位”を有する結晶粒の成長が抑えられて製品の深絞り性が劣化する。従って、熱延巻取り温度は低い方が良いが、実際上は550℃以下であれば問題を生じないことから、生産性をも考慮して熱延巻取り温度の上限を550℃と定めた。しかし、好ましくは500℃以下で巻き取るのが良い。

【0029】冷間圧延の圧下率

冷間圧延での圧下率が65%未満では、好ましい結晶方位の結晶が十分に揃わず、製品鋼板のr値が劣化し良好な深絞り性を確保することができない。このため、冷間圧延の圧下率は65%以上と定めた。

【0030】調質圧延の伸び率

前述のように、調質圧延は2次焼鈍時における ϵ -Cuの析出を促進するために行う。調質圧延の伸び率は、Cu添加量や必要な強度上昇量に応じて選ばれるが、0.5%未満であると ϵ -Cuの析出促進効果が小さくて十分な強度上昇が得られない。一方、調質圧延の伸び率が高いほど強度上昇量は大きくなるが、5%近傍で促進効果が飽和する。従って、調質圧延の伸び率は0.5~5%と定めたが、好ましくは1~2%の範囲とするのが良い。

【0031】2次焼鈍条件

2次焼鈍は、調質圧延で導入された歪による促進作用を活用して ϵ -Cuを析出させ、鋼板の強度を上昇させるために連続焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインで実施されるものである。しかし、この2次焼鈍での最高加熱温度が500℃未満ではCu原子の拡散が十分に生じていないために ϵ -Cuの析出が進まず、一方、該最高加熱温度が750℃を超えると鉄中へのCuの固溶限が大きくなって過飽和状態で固溶しているCuが無くなるためやはり ϵ -Cuの析出が進まず、何れの場合も十分な強度上昇が得られない。従って、2次焼鈍温度は500~750℃と定めたが、好ましくは650~720℃に調整するのが良い。

【0032】また、2次焼鈍での加熱保持時間が5秒未

満であると ε -Cuの析出が不十分となって所望の鋼板強度を確保できず、一方、2分間を超える保持は設備面や生産性面の不利を招くことから、2次焼鈍における加熱保持時間は5秒～2分間と定めた。勿論、1次焼鈍も2次焼鈍も連続焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインで均等に実施されるため、鋼帯長手方向等で部分的な強度バラツキが生じることもない。

【0033】次に、本発明を実施例によって更に具体的に説明する。

【実施例】まず、実験用真空溶解炉により表1に示す化学組成の鋼を溶製してインゴットとした後、熱間鍛造によりこれらを25mm厚の実験用スラブとした。

【0034】

【表1】

鋼種	化学組成 (重量%)									
	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Cu	Ni	Ti
比較鋼	A	0.0019	0.02	0.15	0.010	0.006	0.044	0.0020	2.50	1.30
本発明 対象鋼	B	0.0021	0.01	0.16	0.010	0.006	0.052	0.0019	1.43	0.78
	C	0.0022	0.02	0.17	0.011	0.007	0.035	0.0021	1.38	0.77
比較鋼	D	0.0018	0.02	0.14	0.011	0.008	0.051	0.0023	2.30	0.15
	E	0.0025	0.02	0.15	0.009	0.006	0.039	0.0032	1.35	0.01
本発明 対象鋼	F	0.0033	0.02	0.15	0.009	0.006	0.033	0.0016	1.42	0.80
	G	0.0026	0.03	0.15	0.016	0.009	0.032	0.0023	1.39	0.75
	H	0.0023	0.02	1.50	0.090	0.008	0.035	0.0021	1.35	0.61
	I	0.0032	0.50	0.80	0.070	0.007	0.042	0.0019	1.39	0.81
	J	0.0025	0.03	0.15	0.010	0.009	0.044	0.0023	1.56	0.75
										0.010
										0.0003
										0.0007
										0.0005
										0.0004
										0.0008
										0.0009
										0.020

(注1) 残留成分はFe及び不可避的不純物である。

(注2) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

表 1

【0035】続いて、このスラブを電気炉で1250℃に1時間加熱保持した後、1150～930℃の温度域で実験用熱間圧延機により3パス圧延し、6mm厚の熱延板を得た。そして、巻取りのシミュレーションとして、熱延後の鋼板は直ちに強制空冷或いは水スプレー冷却により700～400℃の温度まで冷却してからその温度

に保持した電気炉の中に挿入し、更にその温度で1時間保持した後に20℃/hrで炉冷した。

【0036】次いで、これら熱延板を表面研磨して4.2mm厚の冷延母材とし、これを1.4mm厚まで冷間圧延した。そして、得られた冷延板は、連続焼鈍を模して、赤外線加熱炉にて10℃/secの加熱速度で820℃まで加

熱してその温度で40秒間保持した後、700℃まで3℃/secの冷却速度で徐冷し、続いて400℃まで50℃/secの冷却速度で冷却してその温度に3分間保持してから、最後に10℃/secの冷却速度で室温まで冷却した。

【0037】次に、上記1次焼鈍を経た鋼板に伸び率：1%の調質圧延を施した後、同様に連続焼鈍又は連続溶融亜鉛めっきでの熱処理を模して、赤外線加熱炉にて10℃/secの加熱速度で680℃まで加熱してその温度で40秒間保持した後、50℃/secの冷却速度で室温まで冷却する2次焼鈍を施した。

【0038】なお、一部の鋼板については、調質圧延の

伸び率を0～8%と変化させ、かつ2次焼鈍での最高加熱温度を400～840℃とした。

【0039】このようにして製造された各焼鈍板について、引張試験（JIS5号試験片使用）及び2次加工脆性試験を実施した。なお、2次加工脆性試験では、焼鈍板を絞り比：1.6でカップに絞り、-60℃で衝撃荷重をかけてカップ壁の部分が脆性破壊するか否かを判定する方法を採用した。これらの試験結果を、熱間圧延時の割れ発生状況の観察結果と共に表2に示した。

【0040】

【表2】

表 2

試験番号	適用鋼	熱延巻取り温度 (℃)	冷間正延の圧下率 (%)	調質正延の伸び率 (%)	2次焼鈍条件	熱間脆性割れの有無	降伏強さ (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	ΔTS (N/mm ²)	破断伸び (%)	r 値	2次加工脆性
比較例	1 *A	500	67	1	680℃×40秒	無	476	595	182	23.3	1.40	不良
本発明例	2 B	500				無	402	514	145	34.9	1.80	良好
	3 C	500				無	397	516	146	35.1	1.85	良好
比較例	4 *D	500				無	253	370	45	42.5	1.82	良好
	5 *E	500				有	387	498	132	36.4	1.68	良好
本発明例	6 F	350				無	394	510	141	35.6	1.80	良好
	7 F	500				無	403	514	145	34.5	1.75	良好
比較例	8	*700				無	401	516	147	31.0	1.35	良好
	9 G	500				無	400	514	140	35.8	1.85	良好
本発明例	10 H	500				無	504	622	138	28.7	1.69	良好
	11 I	500				無	500	619	135	29.4	1.73	良好
	12 J	500				無	404	522	146	34.2	1.79	良好

(注1) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

(注2) 「ΔTS」は1次焼鈍後と2次焼鈍後の引張強さの差である。

【0041】表2に示す結果からも明らかなように、本発明条件に従った試験番号2, 3, 6, 7により得られた鋼板は十分な深絞り性と高い強度を示し、2次加工脆性の問題も生じないことが分かる。

【0042】これに対して、試験番号1では素材鋼のCu含有量が多過ぎるため、2次焼鈍後により大きな強度上昇が得られるものの、熱延後500℃で巻き取ってもε-Cuが析出するために1次焼鈍時に深絞り性に好ましい

再結晶集合組織が発達せず、深絞り性が悪い。しかも、このように強度上昇が大きく、かつBが添加されていない鋼Aを素材とした場合には、2次加工脆化を示すことが分かる。

【0043】逆に、Cu含有量が少ない鋼Dを素材とした場合には、試験番号4の結果から分かるように、2次焼鈍によって十分な強度上昇を得ることができない。

【0044】一方、試験番号9及び12の結果からは、Nb

を添加した鋼G、Jを素材とした場合には深絞り性の向上が得られることを確認できる。更に、試験番号10及び11の結果からは、Si、Mn、Pを強化元素として添加した鋼H、Iを素材としても、深絞り性が良好で2次加工脆性が問題とならない高張力薄鋼板を製造できるが分かる。

【0045】しかし、Cu含有量に対してNi含有量が少ない鋼Eを素材とした場合には、試験番号5からも分かるように、熱間圧延後の観察で鋼板表面及びエッジに割れが認められた。更に、鋼Fで巻取温度が本発明範囲より高い場合は、試験番号8のように深絞り性が劣る。

【0046】また、図1及び図2には、鋼Fの2次焼鈍後の引張強度、全伸びに及ぼす“調質圧延伸び率”及び“2次焼鈍最高加熱温度”の影響を整理して示した。

【0047】この図1からは、調質圧延伸び率が小さいと2次焼鈍により十分な強度上昇が得られず、また、極

端に調質圧延伸び率が大きいと伸びの劣化が大きくなって深絞り加工に耐えられなくなることが明らかである。更に、図2からは、2次焼鈍最高加熱温度が低すぎても高すぎても2次焼鈍により十分な強度上昇が得られないことを確認できる。

【0048】

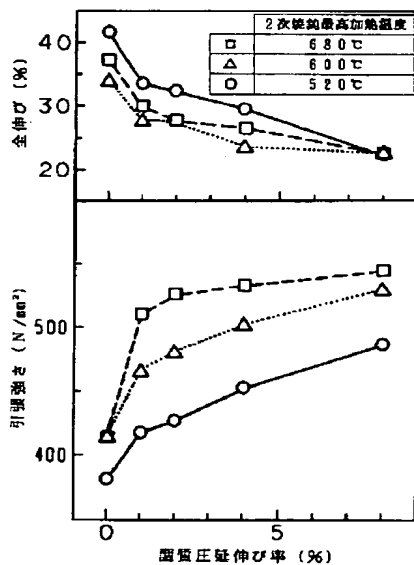
【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によれば、短時間の2次焼鈍を施すだけで、優れた深絞り性を示しかつ強度バラツキの小さい高張力薄鋼板を生産性良く安価に製造することが可能となるなど、産業上有用な効果もたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】2次焼鈍後の引張強度、全伸びに及ぼす調質圧延伸び率の影響を示したグラフである。

【図2】2次焼鈍後の引張強度、全伸びに及ぼす2次焼鈍最高加熱温度の影響を示したグラフである。

【図1】



【図2】

